

22.09.2004

日本国特許庁

JAPAN PATENT OFFICE

REC'D 11 NOV 2004

WIPO PCT

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出願年月日 2003年 9月24日
Date of Application:

出願番号 特願2003-332013
Application Number:
[ST. 10/C]: [JP2003-332013]

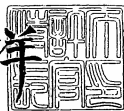
出願人 新日本製鐵株式会社
Applicant(s):

PRIORITY DOCUMENT
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN
COMPLIANCE WITH
RULE 17.1(a) OR (b)

2004年10月28日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

小川 洋
BEST AVAILABLE COPY



【書類名】 特許願
【整理番号】 A301110
【あて先】 特許庁長官殿
【国際特許分類】 C21D 1/02
C21D 7/13
C21D 8/02

【発明者】
【住所又は居所】 大分市大字西ノ州1番地 新日本製鐵株式会社 大分製鐵所内
【氏名】 横井 龍雄

【発明者】
【住所又は居所】 大分市大字西ノ州1番地 新日本製鐵株式会社 大分製鐵所内
【氏名】 山田 徹哉

【発明者】
【住所又は居所】 大分市大字西ノ州1番地 新日本製鐵株式会社 大分製鐵所内
【氏名】 河野 治

【特許出願人】
【識別番号】 000006655
【氏名又は名称】 新日本製鐵株式会社

【代理人】
【識別番号】 100105441
【弁理士】
【氏名又は名称】 田中 久喬

【選任した代理人】
【識別番号】 100107892
【弁理士】
【氏名又は名称】 内藤 俊太

【手数料の表示】
【予納台帳番号】 041553
【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】
【物件名】 特許請求の範囲 1
【物件名】 明細書 1
【物件名】 図面 1
【物件名】 要約書 1
【包括委任状番号】 0003043

【書類名】特許請求の範囲

【請求項 1】

質量%にて、

C = 0.01 ~ 0.2 %、

Si = 0.01 ~ 0.3 %、

Mn = 0.1 ~ 1.5 %、

P ≤ 0.1 %、

S ≤ 0.03 %、

Al = 0.001 ~ 0.1 %、

N ≤ 0.005 %、

を含み、残部が Fe 及び不可避免的不純物からなる鋼の鋼板であって、そのミクロ組織が主相であるポリゴナルフェライトと硬質第二相から成り、かつ第二相の体積分率が 3 ~ 20 % で硬度比が 1.5 ~ 6 で粒径比が 2.5 以上あることを特徴とする時効後 B H 性に優れる加工用熱延鋼板。

【請求項 2】

請求項 1 に記載の鋼が、さらに質量%にて、

B = 0.0002 ~ 0.002 %、

Cu = 0.2 ~ 1.2 %、

Ni = 0.1 ~ 0.6 %、

Mo = 0.05 ~ 1 %、

V = 0.02 ~ 0.2 %、

Cr = 0.01 ~ 0.1 %、

の一種または二種以上を含有することを特徴とする時効後 B H 性に優れる加工用熱延鋼板。

【請求項 3】

請求項 1 または請求項 2 のいずれか 1 項に記載の鋼が、さらに、質量%にて、

Ca = 0.0005 ~ 0.005 %、

REM = 0.0005 ~ 0.02 %、

の一種または二種を含有することを特徴とする時効後 B H 性に優れる加工用熱延鋼板。

【請求項 4】

請求項 1 ないし請求項 3 のいずれか 1 項に記載の薄鋼板に亜鉛めっきが施されていることを特徴とする時効後 B H 性に優れる加工用熱延鋼板。

【請求項 5】

請求項 1 ないし請求項 3 のいずれか 1 項に記載の成分を有する薄鋼板を得るための熱間圧延する際に、該成分を有する鋼片を粗圧延後に最終段とその前段での圧下率の合計が 25 % 以上かつ最終段の圧下率が 15 % 以下の仕上圧延を A_{r3} 変態点温度以上 A_{r3} 変態点温度 + 100 °C 以下の温度域で終了後、A_{r3} 変態点温度未満 A_{r1} 変態温度以上の温度域に 1 ~ 15 秒保持し、その後 650 °C ~ 350 °C の温度域を 100 °C / sec 以上の冷却速度で 350 °C 未満の温度域まで冷却し巻き取ることを特徴とする時効後 B H 性に優れる加工用熱延鋼板の製造方法。

【請求項 6】

請求項 5 に記載の熱間圧延に際し、仕上圧延開始温度を A_{r3} 変態点温度 + 250 °C 以上とすることを特徴とする、時効後 B H 性に優れる加工用熱延鋼板の製造方法。

【請求項 7】

請求項 5 または請求項 6 のいずれか 1 項に記載の熱間圧延に際し、鋼片を粗圧延終了した後の粗バーを仕上圧延開始までの間、および/または粗バーの仕上圧延中に加熱することを特徴とする、時効後 B H 性に優れる加工用熱延鋼板の製造方法。

【請求項 8】

請求項 5 ないし請求項 7 のいずれか 1 項に記載の熱間圧延に際し、粗圧延終了から仕上圧延開始までの間にデスケーリングを行うことを特徴とする、時効後 B H 性に優れる加工

用熱延鋼板の製造方法。

【請求項 9】

請求項 5 ないし請求項 8 のいずれか 1 項に記載の熱間圧延後、得られた熱延鋼板を亜鉛めっき浴中に浸漬させて鋼板表面を亜鉛めっきすることを特徴とする時効後 B H 性に優れる加工用熱延鋼板の製造方法。

【請求項 10】

請求項 9 に記載の製造方法に際し、亜鉛めっき後、合金化処理することを特徴とする時効後 B H 性に優れる加工用熱延鋼板の製造方法。

【書類名】明細書

【発明の名称】時効後 B 性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法

【技術分野】

【0001】

本発明は時効後 B 性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法に関するものであり、特に時効による B 量量の低下が少ないので安定して 60 MPa 以上の B 量量を得られるため 370～490 MPa 級の引張強度の鋼板であってもプレスによるひずみ導入と塗装焼き付け処理により 540～640 MPa 級鋼板を適用した場合と同等のプレス品強度を得ることができる。

【背景技術】

【0002】

近年、自動車の燃費向上などのために軽量化を目的として、Al 合金等の軽金属や高強度鋼板の自動車部材への適用が進められている。ただし、Al 合金等の軽金属は比強度が高いという利点があるものの鋼に比較して著しく高価であるためその適用は特殊な用途に限られている。従ってより安価かつ広い範囲に自動車の軽量化を推進するためには鋼板の高強度化が必要とされている。

【0003】

材料の高強度化は一般的に成形性（加工性）等の材料特性を劣化させるため、材料特性を劣化させずに如何に高強度化を図るかが高強度鋼板開発のカギになる。特に内板部材、構造部材、足廻り部材用鋼板に求められる特性としてはバーリング加工性、延性、疲労耐久性および耐食性等が重要であり高強度とこれら特性を如何に高次元でバランスさせるかが重要である。

【0004】

このように高強度化と諸特性、特に成形性を両立するために鋼のマイクロ組織中に残留オーステナイトを含むことで成形中に TRIP (Transformation Induced Plasticity) 現象を発生させることで飛躍的に成形性（延性および深絞り性）を向上させた TRIP 鋼が開示されている（例えば、特許文献 1、2 参照）。

【0005】

しかしながら、当該技術は 590 MPa 程度の強度レベルでは残留オーステナイトの TRIP 現象で 35% を超える破断伸びと優れた深絞り性（LDR：限界絞り比）を示すが、370～540 MPa の強度範囲の鋼板を得るためには必然的に C, Si, Mn 等の元素を低減させなければならず C, Si, Mn 等の元素を 370～540 MPa の強度範囲のレベルまで低減すると TRIP 現象を得るために必要な残留オーステナイトを室温でマイクロ組織中に保つことができないという問題点がある。従って、現状で 270～340 MPa 級程度の軟鋼板が使われている部材に 540 MPa 級以上の高強度鋼板を適用することはプレス現場での操業、設備改善の前提なしでは難しく、当面は 370～490 MPa 級程度の鋼板の使用がより現実的な解決策となる。一方、自動車車体軽量化を達成するためのゲージダウンへの要求は近年益々高まっており、ゲージダウンを前提に如何にしてプレス品強度を維持するかが車体軽量化の課題である。

【0006】

このような課題を解決する手段としてプレス成形時には強度が低く、プレスによるひずみの導入と後の焼き付け塗装処理にてプレス品の強度を向上させる B 性鋼板が提案されている。

【0007】

B 性を向上させるためには固溶 C や N の増加させることが有効であるが、一方でこれら固溶元素の増加は常温での時効劣化を悪化させるために B 性と耐常温時効劣化を両立させることが重要な技術となる。

【0008】

以上のような必要性から、固溶 N の増加により B 性を向上させ、結晶粒細粒化により増加した粒界面積の効果で常温における固溶 C, N の拡散を抑制することで B 性と耐常

温時効劣化を両立させる技術が開示されている(例えば、特許文献3、4参照)

しかしながら、結晶粒細粒化は降伏点の上昇を招き、プレス成形性を劣化させる恐れがある。また、固溶Nを増加させることはBH量の増加には有利であるものの時効による降伏点伸びの出現による時効後のBH量の著しい減少が懸念される。

【0009】

【特許文献1】特開2000-169935号公報

【特許文献2】特開2000-169936号公報

【特許文献3】特開平09-278697号公報

【特許文献4】特開平2000-028141号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0010】

そこで、本発明は、低降伏比で優れたプレス成形性を有するとともに時効によるBH量の低下が少ないので安定して60MPa以上のBH量が得られる370~490MPa級の強度範囲の時効後BH性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法に関する。すなわち、本発明は、370~490MPa級の引張強度の鋼板であってもプレスによるひずみ導入と塗装焼き付け処理により540~640MPa級鋼板を適用した場合と同等のプレス品強度を安定して得ることができる時効後BH性に優れた加工用熱延鋼板およびその鋼板を安価に安定して製造できる方法を提供することを目的とするものである。

【課題を解決するための手段】

【0011】

本発明者らは、現在通常に採用されている製造設備により工業的規模で生産されている370~490MPa級鋼板の製造プロセスを念頭において、時効後BH性(時効によるBH量の減少が少ない)に優れかつ優れたプレス成形性を備えた鋼板を得るべく鋭意研究を重ねた。

【0012】

その結果、 $C=0.01\sim0.2\%$ 、 $Si=0.01\sim0.3\%$ 、 $Mn=0.1\sim1.5\%$ 、かつ $Si+Mn\leq 1.5\%$ 、 $P\leq 0.1\%$ 、 $S\leq 0.03\%$ 、 $Al=0.001\sim0.1\%$ 、 $N\leq 0.005\%$ 、を含み、残部がFe及び不可避免的な不純物からなる鋼の鋼板であって、そのミクロ組織が主相であるポリゴンアルフェライトと硬質第二相から成り、かつ第二相の体積分率が3~20%で硬度比が1.5~6で粒径比が2.5以上あることが非常に有効であることを新たに見出し、本発明をなしたものである。

【0013】

即ち、本発明の要旨は、以下の通りである。

【0014】

(1) 質量%にて、 $C=0.01\sim0.2\%$ 、 $Si=0.01\sim0.3\%$ 、 $Mn=0.1\sim1.5\%$ 、 $P\leq 0.1\%$ 、 $S\leq 0.03\%$ 、 $Al=0.001\sim0.1\%$ 、 $N\leq 0.005\%$ 、を含み、残部がFe及び不可避免的な不純物からなる鋼の鋼板であって、そのミクロ組織が主相であるポリゴンアルフェライトと硬質第二相から成り、かつ第二相の体積分率が3~20%で硬度比が1.5~6で粒径比が2.5以上あることを特徴とする時効後BH性に優れた加工用熱延鋼板。

【0015】

(2) 上記(1)に記載の鋼が、さらに質量%にて、 $B=0.0002\sim0.002\%$ 、 $Cu=0.2\sim1.2\%$ 、 $Ni=0.1\sim0.6\%$ 、 $Mo=0.05\sim1\%$ 、 $V=0.02\sim0.2\%$ 、 $Cr=0.01\sim0.1\%$ 、の一種または二種以上を含有することを特徴とする時効後BH性に優れた加工用熱延鋼板。

【0016】

(3) (1)または(2)のいずれか1項に記載の鋼が、さらに、質量%にて、 $Ca=0.0005\sim0.005\%$ 、 $REM=0.0005\sim0.02\%$ 、の一種または二種を含有することを特徴とする時効後BH性に優れた加工用熱延鋼板。

【0017】

(4) (1) ないし (3) のいずれか 1 項に記載の薄鋼板に亜鉛めっきが施されていることを特徴とする時効後 B H 性に優れる加工用熱延鋼板。

【0018】

(5) (1) ないし (3) のいずれか 1 項に記載の成分を有する薄鋼板を得るための熱間圧延する際に、該成分を有する鋼片を粗圧延後に最終段とその前段での圧下率の合計が 25% 以上かつ最終段の圧下率が 15% 以下の仕上圧延を A_{r3} 変態点温度以上 A_{r3} 変態点温度 + 100℃ 以下の温度域で終了後、 A_{r3} 変態点温度未満 A_{r1} 変態温度以上の温度域に 1~1.5 秒保持し、その後 650℃~350℃ の温度域を 100℃/sec 以上の冷却速度で 350℃ 未満の温度域まで冷却し巻き取ることを特徴とする時効後 B H 性に優れる加工用熱延鋼板の製造方法。

【0019】

(6) (5) に記載の熱間圧延に際し、仕上圧延開始温度を A_{r3} 変態点温度 + 250℃ 以上とすることを特徴とする、時効後 B H 性に優れる加工用熱延鋼板の製造方法。

【0020】

(7) (5) または (6) のいずれか 1 項に記載の熱間圧延に際し、鋼片を粗圧延終了後の粗バーを仕上圧延開始までの間、および/または粗バーの仕上圧延中に加熱することを特徴とする、時効後 B H 性に優れる加工用熱延鋼板の製造方法。

【0021】

(8) (5) ないし (7) のいずれか 1 項に記載の熱間圧延に際し、粗圧延終了から仕上圧延開始までの間にデスケーリングを行うことを特徴とする、時効後 B H 性に優れる加工用熱延鋼板の製造方法。

【0022】

(9) (5) ないし (8) のいずれか 1 項に記載の熱間圧延後、得られた熱延鋼板を亜鉛めっき浴中に浸漬させて鋼板表面を亜鉛めっきすることを特徴とする時効後 B H 性に優れる加工用熱延鋼板の製造方法。

【0023】

(10) (9) に記載の製造方法に際し、亜鉛めっき後、合金化処理することを特徴とする時効後 B H 性に優れる加工用熱延鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0024】

本発明は、時効後 B H 性に優れる加工用熱延鋼板およびその製造方法に関するものであり、低降伏比で優れたプレス成形性を有し、かつ鋼板製造後に自然時効が進行するような環境に晒された場合でも安定して 60MPa 以上の B H 量を得られる 370~490MPa 級の強度範囲の鋼板を用いることにより、370~490MPa 級の引張強度の鋼板であってもプレスによるひずみ導入と塗装焼き付け処理により 540~640MPa 級鋼板を適用した場合と同等のプレス品強度を安定して得ることができるため、本発明は、工業的価値が高い発明であると言える。

【発明を実施するための最良の形態】

【0025】

以下に、本発明に至った基礎的研究結果について説明する。
時効後 B H 性と鋼板のミクロ組織との関係を調査するために次のような実験を行った。表 1 に示す鋼成分の鋳片を溶製し様々な製造プロセスで製造した 2mm 厚の鋼板を準備し、それらについて時効後 B H 性とミクロ組織を調査した。

【0026】

【表1】

(mass%)

C	Si	Mn	P	S	Al	N
0.068	0.061	1.22	0.009	0.001	0.034	0.0029

【0027】

時効後B H性は以下の手順に従い評価した。それぞれの鋼板よりJIS Z 2201に記載の5号試験片を切出し、これら試験片に100℃×60分の人工時効処理を施した。その後、さらに2%の引張予ひずみを試験片に付与した後、170℃×20分の塗装焼き付け工程相当の熱処理を施してから再度引張試験を実施した。引張試験はJIS Z 2241の方法に従った。ここで時効後B H性に優れるとは人工時効処理後のB H量が大きいことを示している。また、B H量とは、再引張での上降伏点から2%の引張り予ひずみの流動応力を差し引いたと定義される。

【0028】

一方、ミクロ組織の調査は鋼板板幅の1/4 Wもしくは3/4 W位置より切出した試料を圧延方向断面に研磨し、ナイタル試薬を用いてエッチングし、光学顕微鏡を用いて200～500倍の倍率で観察された表層下0.2 mm、板厚の1/4 t、1/2 tにおける視野の写真にて行った。ミクロ組織の体積分率とは上記金属組織写真において面積分率で定義される。次にポリゴナルフェライトおよび第二相の平均粒径の測定であるが、JIS

G 0552記載の比較法等を用い、その測定値より求めた粒度番号Gより、断面積1 mm²当たりの結晶粒の数mを $m = 8 \times 2^G$ より求め、このmより $d_m = 1/\sqrt{m}$ で得られる平均粒径 d_m をポリゴナルフェライトおよび第二相の平均粒径と定義する。そして、第二相と主相であるポリゴナルフェライトと第二相の粒径比とはポリゴナルフェライトの平均粒径/第二相の平均粒径と定義する。

さらに、硬質第二相と主相であるポリゴナルフェライトとの硬度比は硬質第二相のビッカース硬度/主相のビッカース硬度と定義する。硬質第二相と主相のビッカース硬度は共にJIS Z 2244に記載の方法にてそれぞれ10点以上測定しそのそれぞれの最大値および最小値を除外した後の平均値である。

【0029】

上記の方法にて時効後B H量と第二相の体積分率および硬度比を測定した結果、図1に示すように時効後B H量と第二相の体積分率および硬度比は非常に強い相関があり、第二相の体積分率が3～20%かつ硬度比が1.5～6と時効後B H量が60 MPa以上となることを新たに知見した。また、その時のミクロ組織が必然的にポリゴナルフェライトと硬質第二相からなっていることも新たに知見した。また、本発明における硬質第二相とはマルテンサイトまたはベイナイトである。

【0030】

このメカニズムは必ずしも明らかではないが、ミクロ組織に硬質第二相を最適な状態で含む場合、その製造時に硬質第二相が低温で変態するため多数の可動転位が導入されている。この可動転位がある程度導入されていれば時効後であっても降伏点伸びの発生や降伏点の上昇が抑制され、加工によるひずみが有効にB H量に反映されるためと推測される。

【0031】

続いて、本発明の化学成分の限定理由について説明する。

【0032】

Cは、0.01%未満では時効劣化を抑制するのに十分な第二相の硬度、体積分率が得られないばかりでなく、鋼板中に固溶状態で存在できるC量が減少しB H量を低下させてしまう怖れがあるので0.01%以上とする。また、0.2%超含有していると第二相の体積分率が増加し強度が上昇してしまい加工性が劣化するので、0.2%以下とする。さらに、ある程度の穴抜け性を必要とする場合は、望ましくは0.1%以下である。

【0033】

Si、Mnは、本発明において重要な元素である。これら元素は490MPa以下の低強度でありながら、本発明の要件であるポリゴナルフェライトと第二相からなる複合組織を得るために特定量含有させる必要がある。特にMnは圧延終了後の冷却中にフェライト、オーステナイト二相状態の温度領域を広げ、本発明の要件であるポリゴナルフェライトと第二相からなる複合組織を得やすくする効果があるので、0.1%以上添加する。しかしながら、Mnは1.5%超添加してもその効果が飽和するのでその上限を1.5%とする。一方、Siは冷却中に鉄炭化物の析出を抑制する効果があるので、0.1%以上添加するが、0.3%を超えて添加するとその効果が過度に作用しポリゴナルフェライトと第二相からなる複合組織得られなくなる。さらに0.3%超では化成処理性を劣化させる恐れがあるので、その上限を0.3%とする。また、Mn以外にSによる熱間割れの発生を抑制する元素が十分に添加されない場合には質量%で $Mn/S \geq 2.0$ となるMn量を添加することが望ましい。さらに、Si+Mnを1.5%超添加すると強度が高くなりすぎ、加工性が劣化するので望ましくは、その上限を1.5%とする。

【0034】

Pは、不純物であり低いほど望ましく、0.1%超含有すると加工性及び溶接性に悪影響を及ぼすので、0.1%以下とする。ただし、溶接性を考慮すると0.02%以下が望ましい。

【0035】

Sは、熱間圧延時の割れを引き起こすばかりでなく、多すぎると穴抜け性を劣化させるA系介在物を生成するので極力低減させるべきであるが、0.03%以下ならば許容できる範囲である。ただし、ある程度の穴抜け性を必要とする場合は0.001%以下が望ましい。

【0036】

Alは、溶銅脱酸のために0.001%以上添加する必要があるが、コストの上昇を招くため、その上限を0.1%とする。また、あまり多量に添加すると、非金属介在物を増大させ伸びを劣化させるので望ましくは0.06%以下とする。さらに、BH量を増大させるためには0.005%以下が望ましい。

【0037】

Nは、一般的にBH量を向上させるためには好ましい元素であるが、本発明のように低温で巻き取り処理をする場合は固溶Cで十分にBH量が確保できるので特に添加する必要はない。また、Nを0.005%超添加すると時効劣化が激しくなるので0.005%以下とする。夏季の高温での放置や船舶での輸送時に赤道を越えるような輸出を考慮すると望ましくは0.003%未満である。

【0038】

Bは、焼き入れ性を向上させ、本発明の要件であるポリゴナルフェライトと第二相からなる複合組織を得やすくする効果があるので必要に応じ添加する。ただし、0.0002%未満ではその効果を得るために不十分であり、0.002%超添加するとスラブ割れが起る。よって、Bの添加は、0.0002%以上、0.002%以下とする。

【0039】

さらに、強度を付与するためにCu、Ni、Mo、V、Crの析出強化もしくは固溶強化元素の一種または二種以上を添加してもよい。ただし、それぞれ、0.2%、0.1%、0.05%、0.02%、0.01%未満ではその効果を得ることができない。また、それぞれ、1.2%、0.6%、1%、0.2%、0.1%を超え添加してもその効果は飽和する。

【0040】

CaおよびREMは、破壊の起点となったり、加工性を劣化させる非金属介在物の形態を変化させて無害化する元素である。ただし、0.0005%未満添加してもその効果がなく、Caならば0.005%超、REMならば0.02%超添加してもその効果が飽和するのでCa=0.0005~0.005%、REM=0.0005~0.02%添加することが望ましい。

【0041】

なお、これらを主成分とする鋼にTi、Nb、Zr、Sn、Co、Zn、W、Mgを合計で1%以下含有しても構わない。しかしながらSnは熱間圧延時に疵が発生する恐れがあるので0.05%以下が望ましい。

【0042】

次に本発明における鋼板のミクロ組織について詳細に説明する。

【0043】

加工性と優れた時効後BH性とを両立させるためには、そのミクロ組織が主相であるポリゴンアルフェライトと硬質第二相から成り、第二相の体積分率が3~20%で硬度比が1.5~6で粒径比が2.5以上あることが必要である。時効後でも高いBH量を得るためには硬質第二相を3~20%の体積分率の範囲で含む必要がある。3%未満では時効後でも降伏点伸びを発生させずBH量を低下させないだけの可動転位を得ることができず、20%超では主相であるポリゴンアルフェライトの体積分率が減少し加工性が劣化する。従って、第二相の体積分率は3~20%とする。さらに硬質第二相は主相であるポリゴンアルフェライトに対して硬度比が1.5~6である必要がある。1.5未満では時効後でも降伏点伸びを発生させずBH量を低下させないだけの可動転位を得ることができず、6超であってもその効果は飽和する。従って、硬度比は1.5~6とする。なお、硬質第二相とは必然的にマルテンサイトまたはベイナイトである。ただし、不可避免的に勧誘される3%程度までの残留オーステナイトは許容される。一方、優れた加工性を得るために主相はポリゴンアルフェライトとすることが、この効果を得るためには、ポリゴンアルフェライトと第二相の粒径比が2.5以上であることが必要である。ポリゴンアルフェライトと第二相の粒径比が2.5以下では硬質第二相の影響により延性が低下する。また、ポリゴンアルフェライトの平均粒径が8μm超であると降伏応力が低くなり、成形性が向上するので8μm超が望ましい。ポリゴンアルフェライトの平均粒径の上限には特に言及しないが肌荒れ等の観点からは25μm以下が望ましい。

【0044】

次に、本発明の製造方法の限定理由について、以下に詳細に述べる。

【0045】

本発明は、鍛造後、熱間圧延後冷却まますしくは熱間圧延後、あるいは熱延鋼板を溶融めっきラインにて熱処理を施したまま、更にはこれらの鋼板に別途表面処理を施すことによっても得られる。

【0046】

本発明において熱間圧延に先行する製造方法は特に限定するものではない。すなわち、高炉、転炉や電炉等による溶製に引き続き、各種の2次精練で目的の成分含有量になるように成分調整を行い、次いで通常の連続鍛造、インゴット法による鍛造の他、薄スラブ鍛造などの方法で鍛造すればよい。原料にはスクラップを使用しても構わない。連続鍛造によって得たスラブの場合には高温鋳片のまま熱間圧延機に直送してもよいし、室温まで冷却後に加熱炉にて再加熱した後に熱間圧延してもよい。

【0047】

スラブ再加熱温度については特に制限はないが、1400℃以上であると、スケールオフ量が多量になり歩留まりが低下するので、再加熱温度は1400℃未満が望ましい。また、1000℃未満の加熱ではスケジュール上操業効率を著しく損うため、スラブ再加熱温度は1000℃以上が望ましい。さらには、1100℃未満の加熱ではスケールオフ量が少なくスラブ表面の介在物をスケールと共に後のデスケリングによって除去できなくなる可能性がある、スラブ再加熱温度は1100℃以上が望ましい。

【0048】

熱間圧延工程は、粗圧延を終了後、仕上げ圧延を行うが、ポリゴンアルフェライトと第二相の粒径比が2.5以上であるミクロ組織を得るためには仕上げ圧延開始温度をAr3変態点温度+250℃以上とする。そのためには必要に応じて粗圧延終了から仕上げ圧延開始までの間または／および仕上げ圧延中に粗バーまたは圧延材を加熱する。特に本発明のうち

でも優れた破断延びを安定して得るためにはMnS等の微細析出を抑制することが有効である。通常、MnS等の析出物は1250℃程度のスラブ再加熱で再固溶が起り、後の熱間圧延中に微細析出する。従って、スラブ再加熱温度を1150℃程度に制御しMnS等の再固溶を抑制できれば延性を改善できる。ただし、圧延終了温度を本発明の範囲にするためには粗圧延終了から仕上げ圧延開始までの間または／および仕上げ圧延中での粗バーまたは圧延材の加熱が有効な手段となる。

【0049】

粗圧延終了と仕上げ圧延開始の間にデスケリングを行う場合は、鋼板表面での高圧水の衝突圧 P (MPa) \times 流量 L (リットル/ cm^2) ≥ 0.0025 の条件を満たすことが望ましい。

【0050】

鋼板表面での高圧水の衝突圧 P は以下のように記述される(「鉄と鋼」1991 vol. 1, 77 No. 9 p1450参照)。

$$P \text{ (MPa)} = 5.64 \times P_0 \times V / H^2$$

ただし、

P_0 (MPa) : 液圧力

V (リットル/ min) : ノズル流量

H (cm) : 鋼板表面とノズル間の距離

【0051】

流量 L は以下のように記述される。

$$L \text{ (リットル/ cm^2)} = V / (W \times v)$$

ただし、

V (リットル/ min) : ノズル流量

W (cm) : ノズル当たり噴射液が鋼板表面に当たっている幅

v (cm/ min) : 通板速度

【0052】

衝突圧 $P \times$ 流量 L の上限は本発明の効果を得るためには特に定める必要はないが、ノズル流量を増加させるとノズルの摩耗が激しくなる等の不都合が生じるため、0.02以下とすることが望ましい。

【0053】

さらに、仕上げ圧延後の鋼板表面の最大高さ R_y が $15\mu\text{m}$ ($15\mu\text{m} R_y$, l (基準長さ: sampling length) 2.5mm, l_n (評価長さ: travelling length) 12.5mm) 以下であることが望ましい。これは、例えば金属材料疲労設計便覧、日本材料学会編、84ページに記載されている通り熱延または酸洗ままの鋼板の疲労強度は鋼板表面の最大高さ R_y と相関があることから明らかである。また、その後の仕上げ圧延はデスケリング後に再びスケールが生成してしまうのを防ぐために5秒以内に行うのが望ましい。

【0054】

また、粗圧延と仕上げ圧延の間にシートバーを接合し、連続的に仕上げ圧延をしてもよい。その際に粗バーを一旦コイル状に巻き、必要に応じて保温機能を有するカバーに格納し、再度巻き戻してから接合を行ってもよい。

【0055】

仕上げ圧延は、当該成分系にて望ましいミクロ組織分率と主相と第二相の硬度比を得るためには圧延終了後に適度にフェライト変態を進行させてやる必要がある。最終段とその前段での圧下率の合計が25%以上の圧延を行う必要がある。ただし、最終段の圧下率が1%未満もしくは15%超ではフェライト変態が進行しすぎて望ましいミクロ組織分率と主相と第二相の硬度比が得られないので最終段の圧下率は15%以下とする。最終段とその前段での合計圧下率の上限は特に設けないが圧延反力の設備的制約から50%以下である。

【0056】

さらに、仕上げ圧延終了温度 (FT) を A_{r3} 変態点温度以上 A_{r3} 変態点温度 + 100℃以下とする。ここで A_{r3} 変態点温度とは、例えば以下の計算式により鋼成分との関係で簡易的に示される。すなわち

$$A_{r3} = 910 - 3.10 \times \%C + 25 \times \%Si - 80 \times \%Mn_{eq}$$

$$\text{ただし、} Mn_{eq} = Mn + Cr + Cu + Mo + Ni / 2 + 10 (Nb - 0.02)$$

$$\text{または、} Mn_{eq} = Mn + Cr + Cu + Mo + Ni / 2 + 10 (Nb - 0.02) + 1 :$$

B 添加の場合

【0057】

仕上げ圧延終了温度 (FT) は A_{r3} 変態点温度未満であると $\alpha + \gamma$ の二相域圧延となる可能性があり圧延後のフェライト粒に加工組織が残留し延性が劣化する恐れがあるので A_{r3} 変態点温度以上とする。また、仕上げ圧延終了温度 (FT) が A_{r3} 変態点温度 + 100℃超であると圧延終了後のフェライト変態に必要な圧延によるひずみがオーステナイトの再結晶により緩和されてしまい最終的に目的とするミクロ組織が得られないので仕上げ圧延終了温度 (FT) は A_{r3} 変態点温度 + 100℃以下とする。

【0058】

仕上げ圧延終了後、 A_{r3} 変態点温度未満 A_{r1} 変態点温度以上の $\alpha + \gamma$ の二相温度域に 1 ~ 15 秒保持するが、この保持時間が 1 秒未満であるとフェライトーオーステナイトの二相分離が十分に進行せず最終的に目的とするミクロ組織が得られない。一方、1.5 秒超ではパーライトが生成し目的とするミクロ組織が得られない恐れがあるばかりでなく、通板速度が低下し生産性を著しく低下させるので、当該温度域での保持時間は 1 ~ 1.5 秒とする。この保持温度までの冷却は特に定めていないが、 $\alpha + \gamma$ の分離を促進するためには当該温度域に速やかに冷却することが望ましく、この場合、水冷することが望ましい。次に保持後に 650℃ ~ 350℃ の温度域から巻取温度 (CT) までは 100℃/sec 以上の冷却速度で冷却するが、100℃/sec 未満の冷却速度では、パーライトが生成してしまい十分硬質な第二相が得られず目的とするミクロ組織が得られないばかりでなく、当該温度域では C の拡散が容易であり、BH 性を高める固溶 C が十分確保できない。従って、冷却速度は 100℃/sec 以上とする。冷却速度の上限は特に定めることなく本発明の効果を得ることができ、熱ひずみによる板そりが懸念されることから、200℃/s 以下とすることが好ましい。

【0059】

巻取温度は 350℃超では、パーライトが生成する恐れがあり十分硬質な第二相が得られず目的とするミクロ組織が得られないため、巻取温度は、350℃未満と限定する。さらに耐時効劣化という観点からは、150℃以下が望ましい。また、巻取温度の下限値は特に限定する必要はないが、コイルが長時間水濡れの状態にあると錆による外観不良が懸念されるため、50℃以上が望ましい。

【0060】

熱間圧延工程終了後は必要に応じて酸洗し、その後インラインまたはオフラインで圧下率 10% 以下のスキンプラスまたは圧下率 40% 程度までの冷間圧延を施しても構わない。

【0061】

なお、鋼板形状の矯正や可動転位導入による延性の向上のためには 0.1% 以上 2% 以下のスキンプラス圧延を施すことが望ましい。

【0062】

酸洗後の熱延鋼板に亜鉛めっきを施すためには、亜鉛めっき浴中に浸漬し、必要に応じて合金化処理してもよい。

【実施例】

【0063】

以下に、実施例により本発明をさらに説明する。

【0064】

表 2 に示す化学成分を有する A ~ K の鋼は、転炉にて溶製して、連続铸造後、直送もしくは再加熱し、粗圧延に続く仕上げ圧延で 1.2 ~ 5.5 mm の板厚にした後に巻き取っ

た。ただし、表中の化学組成についての表示は質量%である。また、鋼Dについては粗圧延後に衝突圧2.7MPa、流量0.001リットル/cm²の条件でデスケーリングを施した。さらに、表3に示すように鋼Iについては、亜鉛めっきを施した。

【0065】

製造条件の詳細を表3に示す。ここで、「粗バー加熱」は粗圧延終了から仕上げ圧延開始までの間または／および仕上げ圧延中に粗バーまたは圧延材を加熱の有無を、「FT」は仕上げ圧延温度、「保持時間」とはA_{r3}変態点温度未満A_{r1}変態温度以上の温度域での空冷時間を、「650℃～350℃での冷却速度」とは冷却時に650℃～350℃の温度域を通過する時の平均冷却速度を、「CT」とは巻取温度を示している。

【0066】

【表2】

化学組成 (単位: 質量%)									
鋼	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Si+Mn	その他
A	0.071	0.06	1.21	0.011	0.001	0.031	0.0026	1.27	
B	0.070	<u>1.02</u>	0.36	0.008	0.001	0.035	0.0041	1.38	
C	0.070	0.03	1.26	0.012	0.001	0.015	<u>0.0084</u>	1.29	
D	0.048	0.22	0.72	0.010	0.001	0.033	0.0038	0.94	Cu:0.29%, Ni:0.12%
E	0.074	0.07	1.01	0.011	0.001	0.028	0.0027	1.08	B:0.0004%, Cr:0.08%
F	0.051	0.04	0.98	0.009	0.001	0.031	0.0029	1.02	Mo:0.11%
G	0.072	0.05	1.08	0.009	0.001	0.016	0.0030	1.13	V:0.08%
H	0.066	0.05	1.23	0.008	0.001	0.024	0.0028	1.28	REM:0.0009%
I	0.063	0.04	1.31	0.010	0.001	0.026	0.0024	1.35	Ca:0.0014%
J	<u>0.210</u>	<u>1.51</u>	1.49	0.010	0.001	0.033	0.0036	<u>3.00</u>	
K	0.064	<u>0.89</u>	1.26	0.010	0.001	0.034	0.0038	<u>2.15</u>	

【表 3】

製造条件				加工組織				機械的性質				Bt性								
相転・加熱	仕上げ 入り側 温度 (°C)	最終加工 率/最終 その前段 下率 (%)	Ar ₁ ±50 (°C)	FT (°C)	Ar ₂ (°C)	Ar ₁ +100 (°C)	保持 時間 (秒)	650~ 350°Cで 冷却速 度 (°C/sec)	CT (°C)	加工組織	第二相 体積分 率 (%)	硬度比	粒徑比	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	248H (MPa)	人工時 効後 248H (MPa)	備考	
銅質	有	1100	1044	14/36	850	794	894	4.0	120	<150	PF+M	10	3.7	2.7	295	461	36	79	78	本発明
A-1	有	1100	1044	16/22	850	794	894	4.0	120	<150	BF	100	1.0	—	322	456	33	58	56	比較例
A-2	有	1100	1044	14/36	780	794	894	4.0	120	<150	加工PF+M	5	1.2	2.6	389	470	28	61	58	比較例
A-4	有	1100	1044	14/36	850	794	894	0.5	120	<150	BF	100	1.0	—	318	460	31	60	55	比較例
A-5	有	1100	1044	14/36	850	794	894	4.0	10	500	PF+P	12	1.4	2.7	311	439	32	21	8	比較例
A-6	無	1100	1044	14/36	850	794	894	4.0	120	<150	PF+M	8	3.9	2.8	289	455	35	81	81	本発明
B	無	1100	1136	14/36	890	886	986	4.0	120	<150	PF+M	2	2.7	2.2	410	570	24	12	10	比較例
C	無	1100	1094	10/24	870	844	944	5.0	110	200	PF+M	11	3.6	2.6	303	465	34	76	36	比較例
D+1	無	1100	1059	10/24	870	809	909	5.0	110	200	PF+H	13	2.9	2.9	288	416	35	68	66	本発明
E	無	1100	1068	10/24	870	818	918	5.0	110	200	PF+H	8	3.8	2.8	312	488	32	91	88	本発明
F	有	1100	1053	10/24	870	803	903	5.0	110	200	PF+H	12	3.2	2.9	290	442	34	80	77	本発明
G	有	1100	1043	14/36	850	793	893	5.0	110	200	PF+H	14	2.7	2.7	320	491	32	77	70	本発明
H	有	1100	1038	14/36	850	788	888	5.0	110	200	PF+H	9	3.8	3.0	320	460	35	88	86	本発明
I+2	有	1100	1014	10/26	875	764	864	5.0	110	200	PF+H	10	3.6	2.9	324	471	34	80	80	本発明
J	有	1100	1014	10/26	875	764	864	5.0	110	400	PF+BF+13%T+R	31	2.1	1.8	566	794	33	46	43	比較例
K	有	1100	1063	13/34	860	813	913	5.0	110	<150	PF+M	8	3.0	2.0	355	514	32	96	94	比較例

*1: 粗仕延後焼圧2.7MPa、流量0.001リットル/cm²のディスクレーシングを実施

*2: 亜鉛メッキ工程を省略

【0068】

このようにして得られた薄鋼板の引張試験は、供試材を、まず、JIS Z 2201記載の5号試験片に加工し、JIS Z 2241記載の試験方法に従って行った。BH試験は引張試験と同様にJIS Z 2201に記載の5号試験片に加工し、2%の引張予ひずみを試験片に付与した後、170℃×20分の塗装焼き付け工程相当の熱処理を施してから再度引張試験を実施した。人工時効後BH試験は同様にJIS Z 2201に記載の5号試験片に加工し、これら試験片に100℃×60分の人工時効処理を施した。その後、さらに2%の引張予ひずみを試験片に付与した後、170℃×20分の塗装焼き付け工程相当の熱処理を施してから再度引張試験を実施した。ここでBH量とは、再引張での上降伏点から2%の引張り予ひずみの流動応力を差し引いたと定義される。

【0069】

一方、ミクロ組織の調査は鋼板板幅の1/4Wもしくは3/4W位置より切出した試料を圧延方向断面に研磨し、ナイトール試薬を用いてエッチングし、光学顕微鏡を用い200～500倍の倍率で観察された表層下0.2mm、板厚の1/4t、1/2tにおける視野の写真にて行った。ミクロ組織の体積分率とは上記金属組織写真において面積分率で定義される。次にポリゴナルフェライトおよび第二相の平均粒径の測定であるが、JIS

G 0552記載の比較法等を用い、その測定値より求めた粒度番号Gより、断面積1mm²当たりの結晶粒の数mを $m = 8 \times 2^G$ より求め、このmより $d_m = 1/\sqrt{m}$ で得られる平均粒径 d_m をポリゴナルフェライトおよび第二相の平均粒径と定義する。そして、第二相と主相であるポリゴナルフェライト粒径比とはポリゴナルフェライトの平均粒径/第二相の平均粒径と定義する。

【0070】

さらに、硬質第二相と主相であるポリゴナルフェライトとの硬度比は硬質第二相のビッカース硬度/主相のビッカース硬度と定義する。硬質第二相と主相のビッカース硬度は共にJIS Z 2244に記載の方法にてそれぞれ10点以上測定しそのそれぞれの最大値および最小値を除外した後の平均値である。結果を表3に示す。

【0071】

本発明に沿うものは、鋼A-1、A-6、D、E、F、G、H、Iの8鋼であり、所定の量の銅成分を含有し、そのミクロ組織が主相であるポリゴナルフェライトと硬質第二相から成り、第二相の体積分率が3～20%で硬度比が1.5～6で粒径比が2.5以上あることを特徴とする、時効後BH性に優れる加工用熱延鋼板が得られており、従って、本発明記載の方法によって評価した従来鋼の人工時効後BH量が60MPaを上回っている。

【0072】

上記以外の鋼は、以下の理由によって本発明の範囲外である。すなわち、鋼A-2は、最終段の圧下率および最終段とその前段の合計圧下率が本発明請求項5の範囲外であるので、請求項1記載の目的とするミクロ組織が得られず十分な人工時効後BH量が得られていない。鋼A-3は、仕上げ圧延終了温度(FT)が本発明請求項5の範囲外であるので、請求項1記載の目的とするミクロ組織が得られず人工時効後BH量が得られていない。

【0073】

鋼A-4は、保持時間が本発明請求項5の範囲外であるので、請求項1記載の目的とするミクロ組織が得られず十分な人工時効後BH量が得られていない。鋼A-5は、650～400℃の温度域での冷却速度と巻取温度(CT)が本発明請求項5の範囲外であるので、請求項1記載の目的とするミクロ組織が得られず十分な人工時効後BH量が得られていない。鋼Bは、Siの含有量が本発明請求項1の範囲外であるので請求項1記載の目的とするミクロ組織が得られず十分な人工時効後BH量が得られていない。鋼Cは、Nの含有量が本発明請求項1の範囲外であるので請求項1記載の目的とするミクロ組織が得られているものの時効劣化が激しく十分な人工時効後BH量が得られていない。鋼Jは、Cの含有量およびSi、Si+Mn量が本発明請求項1の範囲外であり、かつ巻取温度が本発明請求項6の範囲外であるので請求項1記載の目的とするミクロ組織が得られずかつ強

度が高くなりすぎている。鋼Kは、Si、Si+Mn量が本発明請求項1の範囲外であるので請求項1記載の目的とするマイクロ組織が得られているにも強度が高くなりすぎている。

【図面の簡単な説明】

【0074】

【図1】硬質第二相の体積分率および硬度比と人工時効後BH量の関係を示す図である。

【符号の説明】

【0075】

P F ポリゴナルフェライト組織

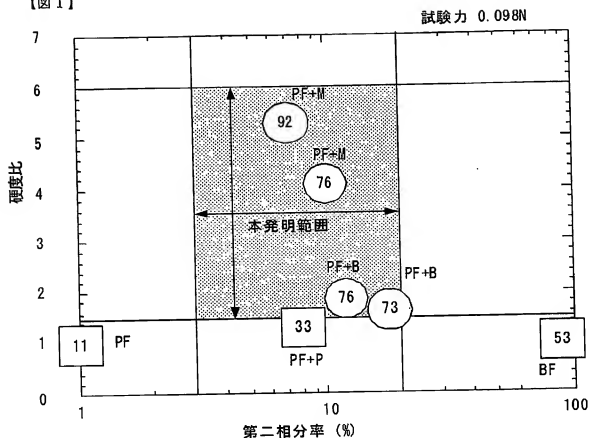
B F ベイニティックフェライト組織

P F + M ポリゴナルフェライト+マルテンサイト組織

P F + B ポリゴナルフェライト+ベイナイト組織

P F + P ポリゴナルフェライト+パーライト組織

【書類名】図面
【図1】



【書類名】要約書

【要約】

【課題】引張強度が370～490MPa級の時効後BH性に優れる加工用熱延鋼板およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 $C=0.01\sim0.2\%$ 、 $Si=0.01\sim0.3\%$ 、 $Mn=0.1\sim1.5\%$ 、 $P\leq 0.1\%$ 、 $S\leq 0.03\%$ 、 $Al=0.001\sim0.1\%$ 、 $N\leq 0.005\%$ 、を含み、残部がFe及び不可避免的不純物からなる鋼板であって、そのミクロ組織が主相であるポリゴンアルフェライトと硬質第二相から成り、かつ第二相の体積分率が3～20%で硬度比が1.5～6で粒径比が2.5以上あることを特徴とする時効後BH性に優れる加工用熱延鋼板。

【選択図】 図1

認定・付加情報

特許出願の番号	特願2003-332013
受付番号	50301573051
書類名	特許願
担当官	第五担当上席 0094
作成日	平成15年 9月25日

<認定情報・付加情報>

【提出日】

平成15年 9月24日

特願 2003-332013

出願人履歴情報

識別番号

[000006655]

1. 変更年月日

1990年 8月10日

[変更理由]

新規登録

住所

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

氏名

新日本製鐵株式会社

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ **BLACK BORDERS**
- ☐ **IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- ☐ **FADED TEXT OR DRAWING**
- ☐ **BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- ☐ **SKEWED/SLANTED IMAGES**
- ☐ **COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- ☐ **GRAY SCALE DOCUMENTS**
- ☐ **LINE OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- ☐ **REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- ☐ **OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.